

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2003-253332

(43)Date of publication of application : 10.09.2003

(51)Int.Cl.

C21D 8/02

B21B 1/38

C22C 38/00

C22C 38/06

(21)Application number : 2002-054670

(71)Applicant : NATIONAL INSTITUTE FOR
MATERIALS SCIENCE
JFE STEEL KK

(22)Date of filing : 28.02.2002

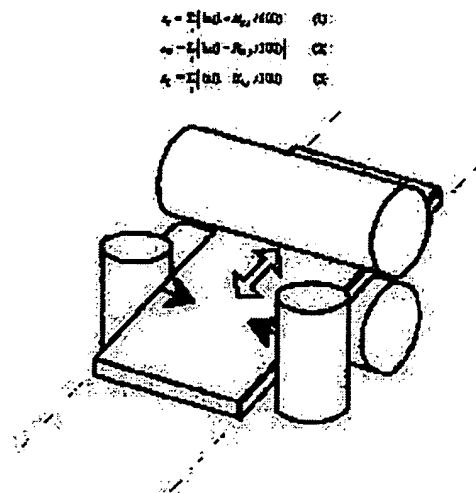
(72)Inventor : OMORI AKIO
TORITSUKA SHIRO
NAGAI HISASHI

(54) METHOD FOR MANUFACTURING THICK STEEL PLATE HAVING HYPERFINE GRAIN STRUCTURE, AN THICK STEEL PLATE

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a method for manufacturing a thick steel plate having a hyperfine grain structure, which has a strength enhanced by micronizing grain sizes to 1 μm or less, without adding any alloying element, and can contribute to the environment and the recyclability, and to provide the thick steel plate having the hyperfine grain structure in which the grains have micronized sizes of 1 μm or less, and are surrounded by large-angle grain boundaries.

SOLUTION: The method for manufacturing the thick steel plate having the hyperfine grain structure is characterized by subjecting a steel material to multidirectional multi-pass warm rolling in a temperature range of 350-750°C, which makes at least two of accumulated reduction strains ϵ_T , ϵ_W , and ϵ_L , respectively in a thickness direction, a width direction, and a longitudinal direction of the plate, which are shown in equations (1)-(3), to be 0.3 or more, and makes the total accumulated reduction strain



$\epsilon_T + \epsilon_W + \epsilon_L$ to be 1.8 or more, (where $R_{T,i}$, $R_{W,i}$, and $R_{L,i}$ respectively indicate a rolling reduction of the i -th reduction pass (%) in the thickness direction, the width direction, and the longitudinal direction of the plate).

LEGAL STATUS

[Date of request for examination] 21.04.2004

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

Copyright (C); 1998,2003 Japan Patent Office

(19)日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号
特開2003-253332
(P2003-253332A)

(43)公開日 平成15年9月10日(2003.9.10)

(51)Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	テームト [*] (参考)
C 2 1 D 8/02		C 2 1 D 8/02	A 4 E 0 0 2
B 2 1 B 1/38		B 2 1 B 1/38	A 4 K 0 3 2
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 A
38/06		38/06	

審査請求 未請求 請求項の数11 O L (全 9 頁)

(21)出願番号 特願2002-54670(P2002-54670)

(22)出願日 平成14年2月28日(2002.2.28)

特許法第30条第1項適用申請有り 2001年9月20日発行
の日本工業新聞に掲載

(71)出願人 301023238

独立行政法人物質・材料研究機構
茨城県つくば市千現一丁目2番1号

(71)出願人 000001258

J F Eスチール株式会社
東京都千代田区内幸町二丁目2番3号

(72)発明者 大森 章夫

茨城県つくば市千現1丁目2番1号 独立
行政法人物質・材料研究機構内

(74)代理人 100093230

弁理士 西澤 利夫

最終頁に続く

(54)【発明の名称】 超微細粒組織を有する厚鋼板の製造方法と厚鋼板

(57)【要約】 (修正有)

【課題】 合金元素を添加せず、粒径を1 μ m以下に超微細化することで強度を高め、環境的、リサイクル性にも貢献できる超微細粒組織を有する厚鋼板の製造方法と、粒径が1 μ m以下に超微細化され、大角粒界で囲まれた超微細粒組織を有する厚鋼板を提供する。

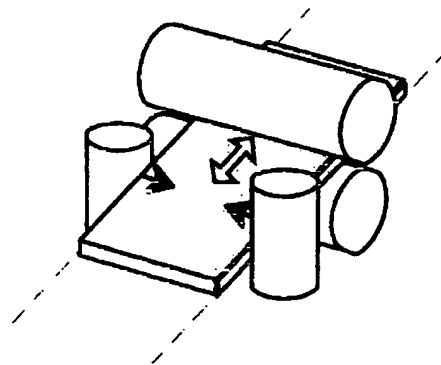
【解決手段】 鋼材に対して、350～750℃の温度範囲において、(1)～(3)で表される板厚方向、板幅方向、板長手方向の累積圧下歪 ε_T 、 ε_W 、 ε_L のうちの少なくとも2つが0.3以上で、総累積圧下歪 $\varepsilon_T + \varepsilon_W + \varepsilon_L$ が1.8以上となる多方向圧下歪間多パス圧延を行うことで、超微細粒組織を有する厚鋼板を製造する。

$$\varepsilon_T = \sum_i |\ln(1 - R_{T,i}) / 100| \quad (1)$$

$$\varepsilon_W = \sum_i |\ln(1 - R_{W,i}) / 100| \quad (2)$$

$$\varepsilon_L = \sum_i |\ln(1 - R_{L,i}) / 100| \quad (3)$$

(式中、 $R_{T,i}$ 、 $R_{W,i}$ 、 $R_{L,i}$ は、それぞれ板厚方向、板幅方向、板長手方向を圧下方向とする*i*番目の圧下パスの圧下率(%)を示す。)



【特許請求の範囲】

【請求項1】 鋼材に対して、350～750℃の温度範囲において、次式(1)～(3)

【数1】

$$\varepsilon_T = \sum_i \left| \ln(1 - R_{T,i} / 100) \right| \quad (1)$$

$$\varepsilon_W = \sum_i \left| \ln(1 - R_{W,i} / 100) \right| \quad (2)$$

$$\varepsilon_L = \sum_i \left| \ln(1 - R_{L,i} / 100) \right| \quad (3)$$

(式中、 $R_{T,i}$ 、 $R_{W,i}$ 、 $R_{L,i}$ は、それぞれ最終板形状の板厚方向、板幅方向、板長手方向を圧下方向とする*i*番目の圧下パスの圧下率(%)を示す)でそれぞれ表される板厚方向、板幅方向、板長手方向の累積圧下歪 ε_T 、 ε_W 、 ε_L のうちの少なくとも2つが0.3以上であり、かつ、総累積圧下歪 $\varepsilon_T + \varepsilon_W + \varepsilon_L$ が1.8以上となる多方向圧下温間多パス圧延を行うことを特徴とする超微細粒組織を有する厚鋼板の製造方法。

【請求項2】 鋼材におけるFeの結晶構造がbccである場合、次式(4)

【数2】

$$Z = \log \left[\frac{(\varepsilon_T + \varepsilon_W + \varepsilon_L)}{t} \exp \left(\frac{Q}{8.31(T + 273)} \right) \right] \quad (4)$$

(式中、*t*は圧延開始から終了までの時間(s)、*T*は圧延温度(℃)あるいは各パスの圧延温度の平均(℃)、*Q*は254000を示す)で表される圧延条件パラメータ*Z*が1以上となる多方向圧下温間多パス圧延を行うことを特徴とする請求項1記載の超微細粒組織を有する厚鋼板の製造方法。

【請求項3】 鋼材におけるFeの結晶構造がfccである場合、次式(4)

【数3】

$$Z = \log \left[\frac{(\varepsilon_T + \varepsilon_W + \varepsilon_L)}{t} \exp \left(\frac{Q}{8.31(T + 273)} \right) \right] \quad (4)$$

(式中、*t*は圧延開始から終了までの時間(s)、*T*は圧延温度(℃)あるいは各パスの圧延温度の平均(℃)、*Q*は310000を示す)で表される圧延条件パラメータ*Z*が2以上となる多方向圧下温間多パス圧延を行うことを特徴とする請求項1記載の超微細粒組織を有する厚鋼板の製造方法。

【請求項4】 鋼材として、第2相の分布状態を表すパラメータ*f/d*(*f*は第2相の分率、*d*は第2相の平均直径(μm)を示す)が0.03以上の複相組織を有する鋼材を用いることを特徴とする請求項1ないし3いずれかに記載の超微細粒組織を有する厚鋼板の製造方法。

【請求項5】 連続した同一圧下方向での圧延パスの累積圧下歪が0.3以上になるように圧延することを特徴とする請求項1ないし4いずれかに記載の超微細粒組織を有する厚鋼板の製造方法。

【請求項6】 圧延に代えて、鍛造機あるいはプレス機を用い、板厚方向、板幅方向、板長手方向のうちの少なくとも1方向を圧下方向とする加工を施すことを特徴とする請求項1ないし5いずれかに記載の超微細粒組織を有する厚鋼板の製造方法。

【請求項7】 厚さが10mm以上の厚鋼板であって、板厚方向の中心部における結晶粒径が、厚鋼板の全面に渡って1μm以下とされていることを特徴とする厚鋼板。

【請求項8】 合金元素としてのCr、Ni、Moが添加されることなく、圧延まで、引っ張り強さが650MPa以上、かつシャルピー破面遷移温度が-170℃以下であることを特徴とする請求項7記載の厚鋼板。

【請求項9】 引っ張り強さが700MPa以上であることを特徴とする請求項7または8記載の厚鋼板。

【請求項10】 引っ張り強さが1010MPa以上で、かつシャルピー破面遷移温度が-170℃以下であることを特徴とする請求項7ないし9いずれかに記載の厚鋼板。

【請求項11】 シャルピー破面遷移温度が-196℃以下であることを特徴とする請求項7ないし10いずれかに記載の厚鋼板。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】この出願の発明は、超微細粒組織を有する厚鋼板の製造方法及び厚鋼板に関するものである。さらに詳しくは、この出願の発明は、合金元素を添加することなく粒径を1μm以下に超微細化することで強度を高めることができ、環境的、リサイクル性にも貢献することのできる超微細粒組織を有する厚鋼板の製造方法及び、粒径が1μm以下に超微細化され、大角粒界で囲まれた超微細粒組織を有する、高強度かつ高靱性な厚鋼板に関するものである。

【0002】

【従来の技術とその課題】結晶粒の微細化は、鋼材の強度および靱性を共に向上させるものとして、従来より鉄鋼材料における理想的な高強度化手法であると考えられてきた。結晶中の微細化の手法として工業的に広く用いられているのが、加工熱処理(TMCP: Thermo-Mechanical Controlled Processing)であり、現在ではこの手法により、平均粒径が5μm程度までの細粒化が比較的容易に実現されている。

【0003】そして、更なる結晶粒の細粒化を目指して研究開発が行われた結果、近年では、板厚数mmまでの薄鋼板に関しては、粒径を1μmあるいはそれ以下にまで超微細化することのできる手法がいくつか提案されている。しかしながら、板厚が10mmを超過するような厚鋼板においては、板厚の中心部付近まで十分に加工歪を導入することおよび急速加熱・冷却することが困難なため、鋼板全体に渡って均一な超微細粒組織が得られ

ないといった問題や、結晶粒間の方位差角が小さく韧性を向上させる効果の小さい亜結晶粒が増加してしまうといった問題があった。

【0004】そこで、亜結晶粒の増加を抑え、大角粒界で囲まれた超微細粒を主体とした組織を得るための方法として、多方向加工を利用する方法がいくつか提案されている。たとえば、特開平11-95861号公報には、アンビル圧縮により材料中に多方向から大きな歪を導入する方法が開示されている。しかし、この方法では、アンビル圧縮という特殊な加工法を用いるため、実用的な厚鋼板の製造に対しては適用できないという問題がある。特開平11-92825号公報には、板幅方向の圧下を行うことにより、多方向加工の概念をホットストリップミルにおける鋼板の熱間圧延に採り入れ、熱間加工時の動的再結晶を利用して超微細粒組織を得ようする方法が開示されている。しかし、一般的な厚鋼板圧延においては、1パスあたりの圧下率がホットストリップミルに比べて小さいため、通常の熱間圧延で動的再結晶により微細組織を得ることは困難であるといった問題がある。

【0005】厚鋼板で結晶粒超微細化を実現するための技術としては、たとえば、特開平11-21655号公報、特開2000-8123号公報、および特開2000-144244号公報等が開示されている技術がある。この特開平11-21655号公報には、鋼を $\alpha + \gamma$ 2相温度域に加熱して圧延し、その後加速冷却を行なう方法が示されている。しかし、この方法では、圧延に適した $\alpha + \gamma$ 2相温度域が、鋼の成分のみに依存する極めて狭い範囲に限定されるため、第2相形態や結晶粒径などの組織因子をそれぞれ独立して自由に制御することが難しくなってしまうという問題があった。また、板厚が厚くなるほど十分な冷却速度での加速冷却が困難なため、厚鋼板の板厚中心部までの結晶粒の超微細化は難しかった。

【0006】特開2000-8123号公報には、焼入れ性を限定した鋼を用いて、1パスあたりの圧下率の大きい制御圧延を行なう方法が開示されている。この方法は、焼入れ性、すなわち鋼の成分が限定されること、1パスあたりの圧下率を大きくする必要から圧延機の荷重負荷が増大すること等の問題があった。

【0007】特開2000-144244号公報には、加工時の動的 $\alpha \rightarrow \gamma$ 逆変態を利用する方法が開示されているが、動的逆変態を利用するためには、鋼の成分や加工温度を限定する必要がある、やはり種々の組織因子を自由に制御することが難しいという問題がある。また、厚鋼板では、板厚方向の温度分布が顕著になるため、均一な組織を得ることは困難であった。

【0008】以上に例示したような従来の方法は、いずれも、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態あるいは $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態など、成分や温度変化などに対して敏感に変化する現象を利用していると

いう共通点があり、超微細粒組織が得られる条件は狭い範囲に限定されているものである。従って、鋼板の板厚方向の温度や加工歪の導入を均一にすることができない場合、つまり板厚が増加するにつれて、これらの手法の適用はさらに困難になると考えられる。そしてなによりも、これらの従来の方法は、たとえば、高Crフェライト鋼やオーステナイト系ステンレス鋼等の相変態のない鋼種には全く適用不可能な方法である。

【0009】そこで、この出願の発明は、以上の通りの事情に鑑みてなされたものであり、従来技術の問題点を解消し、鋼の組成や製造設備に限定されることなく、10mmを超える板厚中心部までの結晶粒の超微細化を実現し、高強度で延性および韧性に優れた厚鋼板を製造する方法と、その厚鋼板を提供することを課題としている。

【0010】

【課題を解決するための手段】そこで、この出願の発明は、上記の課題を解決するものとして、以下の通りの発明を提供する。

【0011】すなわち、まず第1には、この出願の発明は、鋼材に対して、350～750℃の温度範囲において、次式(1)～(3)

【0012】

【数4】

$$\epsilon_T = \sum_i \left| \ln(1 - R_{T,i} / 100) \right| \quad (1)$$

$$\epsilon_W = \sum_i \left| \ln(1 - R_{W,i} / 100) \right| \quad (2)$$

$$\epsilon_L = \sum_i \left| \ln(1 - R_{L,i} / 100) \right| \quad (3)$$

【0013】(式中、 $R_{T,i}$ 、 $R_{W,i}$ 、 $R_{L,i}$ は、それぞれ最終板形状の板厚方向、板幅方向、板長手方向を圧下方向とする*i*番目の圧下パスの圧下率(%)を示す)でそれぞれ表される板厚方向、板幅方向、板長手方向の累積圧下歪 ϵ_T 、 ϵ_W 、 ϵ_L のうちの少なくとも2つが0.3以上であり、かつ、総累積圧下歪 $\epsilon_T + \epsilon_W + \epsilon_L$ が1.8以上となる多方向圧下温間多パス圧延を行うことを特徴とする超微細粒組織を有する厚鋼板の製造方法を提供する。

【0014】そしてこの出願の発明は、上記の超微細粒組織を有する厚鋼板の製造方法において、第2には、鋼材におけるFeの結晶構造がbccである場合、次式(4)

【0015】

【数5】

$$Z = \log \left[\frac{(\epsilon_T + \epsilon_W + \epsilon_L)}{t} \exp \left(\frac{Q}{8.31(T + 273)} \right) \right] \quad (4)$$

【0016】(式中、*t*は圧延開始から終了までの時間(s)、*T*は圧延温度(℃)あるいは各パスの圧延温度の平均(℃)、*Q*は254000を示す)で表される圧

延条件パラメータZが1以上となる多方向圧下温間多パス圧延を行う厚鋼板の製造方法を、第3には、鋼材におけるFeの結晶構造がfccである場合、次式(4)

【0017】

【数6】

$$Z = \log \left[\frac{(\epsilon_T + \epsilon_W + \epsilon_L)}{t} \exp \left(\frac{Q}{8.31(T+273)} \right) \right] \quad (4)$$

【0018】(式中、tは圧延開始から終了までの時間(s)、Tは圧延温度(°C)あるいは各パスの圧延温度の平均(°C)、Qは310000を示す)で表される圧延条件パラメータZが20以上となる多方向圧下温間多パス圧延を行うことを特徴とする厚鋼板の製造方法を、第4には、鋼材として、第2相の分布状態を表すパラメータf/d(fは第2相の分率、dは第2相の平均直径(μm)を示す)が0.03以上の複相組織を有する鋼材を用いることを特徴とする厚鋼板の製造方法を、第5には、連続した同一圧下方向での圧延パスの累積圧下歪が0.3以上になるように圧延することを特徴とする厚鋼板の製造方法を、第6には、圧延に代えて、鍛造機あるいはプレス機を用い、板厚方向、板幅方向、板長手方向のうちの少なくとも1方向を圧下方向とする加工を施すことを特徴とする厚鋼板の製造方法を提供する。

【0019】また、この出願の発明は、第7には、厚さが10mm以上の厚鋼板であって、板厚方向の中心部における結晶粒径が、厚鋼板の全面に渡って1μm以下とされていることを特徴とする厚鋼板を提供する。

【0020】さらにこの出願の発明は、上記発明の厚鋼板について、第7には、合金元素としてのCr、Ni、Moが添加されることなく、圧延まで、引っ張り強さが650MPa以上、かつシャルピー破面遷移温度が-170°C以下であることを特徴とする厚鋼板を、第9には、引っ張り強さが700MPa以上であることを特徴とする厚鋼板を、第10には、引っ張り強さが1010MPa以上で、かつシャルピー破面遷移温度が-170°C以下であることを特徴とする厚鋼板を、第11には、シャルピー破面遷移温度が-196°C以下であることを特徴とする厚鋼板を提供する。

【0021】

【発明の実施の形態】この出願の発明は、上記の通りの特徴を持つものであるが、以下にその実施の形態について説明する。

【0022】まず、この出願の発明が提供する超微細粒組織を有する厚鋼板の製造方法は、鋼材に対して、350~750°Cの温度範囲において、次式(1)~(3)

【0023】

【数7】

$$\epsilon_T = \sum_i \left| \ln(1 - R_{T,i} / 100) \right| \quad (1)$$

$$\epsilon_W = \sum_i \left| \ln(1 - R_{W,i} / 100) \right| \quad (2)$$

$$\epsilon_L = \sum_i \left| \ln(1 - R_{L,i} / 100) \right| \quad (3)$$

【0024】でそれぞれ表される、最終板形状の板厚方向、板幅方向、板長手方向の累積圧下歪 ϵ_T 、 ϵ_W 、 ϵ_L のうちの少なくとも2つが0.3以上であり、かつ、総累積圧下歪 $\epsilon_T + \epsilon_W + \epsilon_L$ が1.8以上となる多方向圧下温間多パス圧延を行うことを特徴としている。ここで、式中の $R_{T,i}$ 、 $R_{W,i}$ 、 $R_{L,i}$ は、それぞれ板厚方向、板幅方向、板長手方向を圧下方向とするi番目の圧下パスの圧下率(%)を示している。

【0025】このように特徴づけられるこの出願の発明は、この出願の発明者らが鋭意研究を重ねて得るに至った、次に示す3つの斬新で、有用な知見を統合することにより実現されるものである。

(1) 温間温度域での強加工

鋼材に対して、厚鋼板および薄鋼板等の製造に一般的に利用されている熱間温度域よりも低い温度である温間温度域において強加工を施すことによりある臨界歪よりも大きな歪を導入すると、この歪によるミクロな局所方位差が超微細結晶粒の起源となり、加工中あるいは加工後に起きる回復過程において粒内の転位密度が低下すると同時に結晶粒界が形作られ、超微細粒組織を形成することができる。すなわち、これまで再結晶温度の下限と見られていた750°Cあるいはそれ以下の温度で加工しても、加工と同時に動的な再結晶が起こり、相変態を利用することなく結晶粒の超微細化を実現することができるのである。

(2) 多パス圧延

この温間温度域での強加工によって超微細粒を生成させるには、鋼材に、ある臨界歪以上の歪を与えることが必要である。ここで、臨界歪を超える歪は結晶粒径にあまり影響を与えないこと、温間温度域での結晶粒成長速度は小さいために結晶粒径は冷却速度にあまり依存しなくなることを考慮すると、圧延後の冷却速度等に依存せず、一般的な温間圧延を利用して臨界歪以上の歪を与えることにより、板厚中心部までほぼ一定の組織を得ることができる。また、この臨界歪以上の十分な歪は、温間圧延の累積圧下率を大きくとることによって導入することができ、最終的に得られる超微細粒組織は1パスあたりの圧下率にあまり依存しない。言い換えると、超微細粒組織を得るためには、1パスあたりの圧下率を大きくする必要はなく、1パスあたりの圧下量を小さくしてパス数を増やす多パス圧延とすることにより実現できる。また、加工温度を低下することによる圧延荷重増大の問題も、この1パスあたりの圧下量を小さくしてパス数を増やす多パス圧延とすることにより回避できる。

(3) 多方向圧下圧延

また、たとえば板厚方向、板幅方向、板長手方向というような、およそ90°程度ずつ異なる少なくとも2つの方向から圧下する圧延を組み合わせることで、結晶粒の方位を分散させて大角粒界に囲まれた超微細粒を増加させることができ、鋼材の靱性を高めることができる。そして、たとえばこの板厚方向、板幅方向、板長手方向のそれぞれの方向の圧下をある程度以上連続して行うことにより、多方向圧下の効果はより有効に発揮される。

【0026】以上の知見をより実質的な厚鋼板の製造に適用するために、この出願の発明においては、温間温度域での強加工を、350～750℃の温度範囲で行なうようにしている。強加工の温度を350℃よりも低くすると、回復が十分に起こらないために転位密度の高い加工組織が残存してしまうために好ましくない。また、強加工の温度が750℃よりも高いと、不連続再結晶あるいは通常の粒成長により結晶粒が粗大化して、1μm以下の超微細粒組織が得られなくなってしまうために好ましくない。

【0027】また、多方向圧下圧延による加工については、主たる圧下方向の加工に加えて、それとおおよそ90°程度の角度を成す別の方向からの圧下を組み合わせ、少なくとも2方向からの加工歪を与えることによりしている。この主たる圧下方向は、一般的な厚鋼板については、最終板形状の板厚方向とすることが簡便であり、これとおおよそ90°程度の角度を成す別の方向は、板幅方向あるいは板長手方向とすることができるが、もちろんこれに限定されることはない。ここで、圧延方向に関するおよそ90°程度の角度とは、90±30°程度の角度を含むものとして示すことができ、大角粒界の割合を増加するためには90°であることがより好ましい。これによって、超微細結晶粒の方位を分散して、方位差角15°以上の大角粒界の割合を、たとえば60%以上にまで増加させることができる。このような多方向圧下圧延は、たとえば、図1に例示したような、通常のロール圧延機による板厚方向での圧延に、堅ロールによる板幅方向の圧延を組み合わせることや、図2に例示したように、通常のロール圧延機により、板厚方向での圧延の後、鋼材を90°回転させて板厚方向での圧延を行なうこと等で実現することが考慮できる。また、この多方向での圧下圧延により、板厚中心部の結晶粒超微細化されやすくなるという効果も得ることができる。そして、この出願の発明においては、主たる圧下方向に加えてそれ以外の少なくとも1方向の累積圧下歪、すなわち、最終板形状の板厚方向、板幅方向、板長手方向の累積圧下歪 ε_T 、 ε_W 、 ε_L のうちの少なくとも2つを、0.3以上とするようにしている。この累積圧下歪が0.3未満の場合には、以上のような多方向圧下圧延の効果はほとんど得ることができずに亜結晶粒が増加してしまう。

【0028】さらにこの出願の発明においては、これら板厚方向、板幅方向、板長手方向についての総累積圧下歪 $\varepsilon_T + \varepsilon_W + \varepsilon_L$ が、1.8以上となるようにしている。これは、温間温度域での圧延加工により扁平化した加工粒から生成する超微細結晶粒が臨界歪までの歪の増加に伴って増加すること、そして鋼材のほぼ全体が超微細結晶粒からなる組織を得るには総累積圧下歪が少なくとも1.8の歪が必要であることなどの理由からである。

【0029】以上のこの出願の発明の厚鋼板の製造方法における結晶粒の微細化の機構は、相変態を全く利用していないため、鋼の成分や冷却速度に依存することなく、広い成分範囲と板厚範囲の鋼板に適用可能となる。たとえば、フェライト単相鋼や、オーステナイト単相鋼等の相変態の存在しない鋼種にも適用可能となる。そして、そのような厚鋼板における結晶粒径は、出発鋼材の第2相粒子の分布や圧延温度、歪速度などにより変化し、従来の厚鋼板については実現されていなかった1μm以下、さらには0.4～数μm程度の範囲で制御することができる。

【0030】またこの出願の発明の超微細粒組織を有する厚鋼板の製造方法は、より簡便かつ確実に所望の平均粒径の超微細粒結晶組織を得るための指標として、鋼材中のFeの結晶構造によって、次式(4)

【0031】

【数8】

$$Z = \log \left[\frac{(\varepsilon_T + \varepsilon_W + \varepsilon_L)}{t} \exp \left(\frac{Q}{8.31(T + 273)} \right) \right] \quad (4)$$

【0032】で示される圧延条件パラメータZの値を制御するようにしている。なお、式中のtは圧延開始から終了までの時間(s)を、Tは圧延温度(℃)あるいは各パスの圧延温度の平均(℃)を、QはFeの自己拡散の活性化エネルギーを示している。これまでの研究により、この出願の発明による温間温度域での強加工によって形成される超微細粒の平均粒径は、圧延温度(T)と歪速度 $(\varepsilon_T + \varepsilon_W + \varepsilon_L)/t$ とにある程度依存することが明らかとなっている。この平均結晶粒径は、加工温度と歪速度の関数である上式(4)による加工条件パラメータZの増加に伴って微細化させることができる。この出願の発明においては、出発鋼材中のFeの結晶構造bccである場合、すなわち、フェライト、ベイナイト、マルテンサイトあるいはパーライト等を母相とする場合には、上式(4)におけるQを254000とし、圧延条件パラメータZが1.1以上の範囲で調整して多方向圧下温間多パス圧延を行うようにしている。また、鋼材中のFeの結晶構造がfccである場合、すなわち、オーステナイトを母相とするには、上式(4)におけるQを310000とし、圧延条件パラメータZが2.0以上の範囲で調整して多方向圧下温間多パス圧延を

行うようにしている。この圧延条件パラメータ Z がそれぞれ上記の臨界値のおよそ11、およそ20未満の場合には、平均粒径 $1\mu\text{m}$ 以下の組織を得ることができない場合があるため好ましくない。

【0033】さらに、この出願の発明の超微細粒組織を有する厚鋼板の製造方法においては、鋼材として、第2相の分布状態を表すパラメータ f/d が0.03以上の複相組織を有する鋼材を用いるようにしている。ここで、 f は第2相の分率を、 d は第2相の平均直径(μm)を示す。また、第2相としては、セメンタイト等の炭化物、パーライト、マルテンサイト、ベイナイト、オーステナイト等を考慮することができ、したがって、出発材として、たとえば、「フェライト+パーライト」、「フェライト+セメンタイト」、「フェライト+マルテンサイト」、「マルテンサイト、ベイナイト+セメンタイト(焼き戻しマルテンサイト、ベイナイト)」等の組織を有する鋼材を用いることができる。このように、加工直前および加工中の組織に第2相が分散している鋼材を出発材として用いることにより、組成歪の分布がミクロに局在化し、歪導入に伴うミクロな局所方位差の形成が促進される。そしてこのミクロな局所方位差は、超微細粒の生成起源となるため、局所方位差を増大させることにより、超微細粒の形成促進、ひいては、大角粒界の割合の増加をより効率的に実現することができるのである。ここで、第2相は、なるべく多量かつ微細に分散していることが望ましい。また、第2相分率 f と平均直径 d を用いたパラメータ f/d が0.03未満の場合には、大角粒界の割合が低く、亜結晶が残存して機械的特性に優れた理想的な超微細粒組織が形成されにくいいため、 f/d は0.03以上とすることが望ましい。

【0034】加えてこの出願の発明が提供する超微細粒組織を有する厚鋼板の製造方法は、連続した同一圧下方向での圧延パスの累積圧下歪が0.3以上になるように圧延することを特徴としている。これは、1パスあたりの圧下率が小さい場合には、種々の方向の圧下を交互に行なうよりも、同一方向の圧下をある程度連続して行なうほうが、多方向加工の効果が現われやすいことによるものである。このような連続する同一方向の圧下パスは、累積圧下歪が0.3以上になるようなパススケジュールで行うことが望ましいものと例示される。

【0035】一方で、この出願の発明が提供する超微細粒組織を有する厚鋼板の製造方法は、以上に述べてきたように、一般的なロールを用いた圧延により行なうことが効率的であるが、この出願の発明における温間温度域での強加工は決してロール圧延に限定されるものではなく、たとえば、ロールを用いた圧延に代えて、鍛造あるいはプレス機などの他の手段による加工を利用するようにしてもよい。この鍛造機あるいはプレス機などの他の手段による加工は、たとえば板厚方向、板幅方向、板長手方向の少なくとも2つの方向から圧下する圧延の組み

合わせのうちの、いずれか1つの方向の圧延に代えて行なってもよいし、2つ以上の方向の圧延に代えて行なってもよい。最も容易な方法として、たとえば、一般的な板厚方向のロール圧延による圧下に加えて、板幅方向の圧下を鍛造機あるいはプレス機などの他の手段によるものの組み合わせとすることを例示することができる。具体的には、たとえば、図3に例示したように、通常のロール圧延機による圧延に、幅プレス、鍛造機等を組み合わせた設備を用いること等を考慮することができる。

【0036】以上のようなこの出願の発明により得られる鋼板は、厚さが10mm以上の厚鋼板であって、板厚方向の中心部における結晶粒径が、厚鋼板の全面に渡って $1\mu\text{m}$ 以下とされている。そして板厚方向の中心部まで大角粒界の割合の大きい、均一かつ微細な超微結晶粒組織からなる、高強度かつ延性・韌性に優れた超微細結晶粒組織が実現されることになる。このような超微結晶組織を有する鋼材は、従来は小型試料についてのみ実現されていたが、この出願の発明においては、たとえば、厚さが10mm以上で長さが2m以上の板材をはじめ、その形状に制限されることなく、たとえば、線材、棒材、レール、H鋼材等の実用材としての提供が可能である。

【0037】また、この出願の発明の厚鋼板は、引っ張り強さが650MPa以上で、かつシャルピー破面遷移温度が -170°C 以下という特徴を備えるものとしての提供が可能とされている。この650MPa以上という高強度は、結晶粒の超微細化の手法を基にして実現されるものであり、固溶強化、分散析出強化、相変態強化等の手法を全く対象としていない。したがって、この出願の発明の厚鋼板については、たとえば、Ti、Nb、V、Cr、Ni、Mo、Cu等の固溶強化、分散析出強化、相変態強化等を目的とした合金素は、含まれていてもよいが、添加する必要は一切ない。

【0038】これらの各種の合金元素のうち、Cr、Ni、Mo等の希少資源元素は、分散析出強化や相変態強化の手法により鋼材の高強度化を実現できることが知られているが、その一方で、たとえばスクラップ材から再度分解、抽出することが困難であり、リサイクル性を損なうものであった。この出願の発明においては、このような希少資源元素を必要とせずに鋼材の高強度化を実現できる、リサイクル性に優れたものとして提供される。また、このようにこの出願の発明の厚鋼板は組成が限定されないことから焼入れ性が低下されることがない。たとえば、溶接可能な厚鋼板として多用されている「SM490」と同組成の鋼材についても、上記のような高強度、鋼韌性を実現することができる。

【0039】そして -170°C 以下というシャルピー破面遷移温度は、実用上の脆化問題を完全に回避できる値であり、この出願の発明の厚鋼板における超微細結晶組織の60%以上が大角粒界を構成していることから実現

されるものである。

【0040】以上のように、この出願の発明の厚鋼材の高強度および高靱性の特性については、それぞれ、引張り強さが700MPa以上、シャルピー破面遷移温度については-196℃以下等としての実現が可能とされる。そしてさらには、たとえば、「SM490」と同組成の鋼材について、引張り強さが1010MPa以上で、かつシャルピー破面遷移温度が-170℃以下である厚鋼材なども実現することができる。

【0041】以上のようなこの出願の発明の厚鋼材は、合金元素を添加せずに強度を高めることができ、リサイクルも可能となることから、資源とコストの節約の面で有益である。さらには、複雑な熱処理をすることなく、簡単な温間加工により製造できるため、エネルギー消費の低減につながり、さらには特別な圧延装置を必要とせずに既存の設備を利用することで製造することができ、

実現性の高いものである。このようなこの出願の発明の厚鋼材は土木、建築、造船、ラインパイプ、貯槽、各種機械等の各分野で広く使用することができ、産業的にも極めて有益なものである。

【0042】以下に実施例を示し、この発明の実施の形態についてさらに詳しく説明する。

【0043】

【実施例】表1に示した化学組成で、第2相としてマルテンサイト、ベイナイト+セメンタイト組織を有する鋼を供試鋼とし、図2に示したように圧延材を途中で90°回転させて圧下方向を変化させる方法により、板厚方向に圧下する圧延と板幅方向に圧下する圧延とを様々に組み合わせた2方向圧下圧延を行なった。この圧延条件A～Lの詳細と、得られた鋼板の厚みを表2に示した。

【0044】

【表1】

[mass %]						
Fe	C	Si	Mn	P	S	Al
残部	0.15	0.3	1.5	0.010	0.001	0.031

【0045】

【表2】

試料	圧延条件 圧延温度 (°C)	圧延時間 t (s)	平均圧延 速度 (mm/s)	圧延圧下率 $\epsilon_1 + \epsilon_2 + \epsilon_3$	材料板厚 (mm)	圧延スケジュール (圧下方向、異状圧下率、異状圧下率、圧下率)	異状例	比較例
A	500	680	2.7	2.7	15	板厚、33%(0.41), 100% → 板厚、33%(0.41), 120% → 板厚、85%(1.90), 240%		
B	500	720	3.0	3.0	15	板厚、50%(0.69), 120% → 板厚、80%(2.30), 380%		
C	750	240	3.0	3.0	15	板厚、50%(0.69), 80% → 板厚、80%(2.30), 120%		
D	350	1500	3.0	3.0	15	板厚、50%(0.69), 220% → 板厚、80%(2.30), 560%		
E	500	1200	3.7	3.7	15	板厚、75%(1.39), 200% → 板厚、80%(2.30), 360%		
F	500	300	1.9	1.9	30	板厚、27%(0.31), 80% → 板厚、80%(2.30), 120%		
G	500	800	2.7	2.7	18.8	板厚、20%(0.22), 50% → 板厚、80%(2.30), 140% → これらを上記に × 2倍		
H	500	420	2.3	2.3	15	板厚、80%(2.30), 380% → 板厚、70%(1.20), 180%		
I	500	450	1.8	1.8	45	板厚、20%(0.22), 50% → 板厚、80%(2.30), 360%		
J	500	830	2.5	2.5	15	板厚、50%(0.69), 40% → 板厚、80%(2.30), 120%		
K	780	300	3.0	3.0	15	板厚、50%(0.69), 330% → 板厚、80%(2.30), 560%		
L	530	1600	3.0	3.0	15	板厚、50%(0.69), 330% → 板厚、80%(2.30), 560%		

【0046】この2方向圧下圧延により得られた鋼板について、板厚中央部の組織、引っ張り試験の結果、およびシャルピー試験の結果を表3に示した。なお、平均フェライト粒径としては、公称粒径（結晶粒1個の平均面積と等しい正方形の一辺の長さ）による表示を行なった。

【0047】

【表3】

試料	組織	平均フェライト粒径 (nm)	大角結晶の割合 (%)	引張強度 (MPa)	均一伸び (%)	シャルピー破壊遷移 温度 (°C)	備考
A	フェライト + セマンタイト	0.7	85	730	9	< -196	実施例
B	フェライト + セマンタイト	0.6	70	790	8	< -196	
C	フェライト + セマンタイト	1.0	70	890	10	-170	
D	フェライト + セマンタイト	0.2	60	1010	3	-170	
E	フェライト + セマンタイト	0.5	75	820	7	< -196	
F	フェライト + セマンタイト	0.8	80	750	8	-170	
G	フェライト + セマンタイト	0.6	60	780	7	-198	
H	フェライト + セマンタイト	0.7	35	750	5	-100	比較例
I	フェライト + セマンタイト	1.1	40	880	8	-80	
J	フェライト + セマンタイト	0.7	40	740	7	-120	
K	フェライト + セマンタイト	2.0	50	600	8	-80	
L	フェライト + セマンタイト	測定不能	測定不能	1030	0	-40	

【0048】条件A～Gは、この出願の発明の方法であり、これらの方法により得られた鋼板は、板厚が10mm

mを超えて15～30mmの厚鋼板であっても、板厚中心部において平均粒径が1μm以下で、なおかつ粒界長

さの60%以上が方位差角15°以上の大角粒界からなる超微細粒組織を有していることが確認された。そのため、シャルピー衝撃試験の結果においても、この出願の発明の鋼板は、およそ700MPa以上の高い強度と、-170℃以下のシャルピー破断遷移温度を有し、優れた機械的特性を持ちあわせていることが確認された。

【0049】一方の条件Hは、板厚方向のみで圧下する通常の一方向圧下圧延である。条件Jは、板厚方向と板幅方向の圧下を組み合わせるはいるものの、その圧下率が十分でない。そのため、条件HおよびJで得られた鋼板は、大角粒界の割合が50%未満と少なく、亜結晶粒が多いため、シャルピー特性が劣ってしまっている。

【0050】また条件Iは、板厚方向と板幅方向の圧下を組み合わせるはいるものの、総累積圧下率が小さいため、組織微細化が十分ではなく、1μm以下の超微細粒が得られず、大角粒界の割合も50%未満と低かった。条件Kは、板厚方向と板幅方向の圧下を組み合わせるはいるものの、圧延温度が適性な範囲よりも高いため結晶粒径が粗大化し、1μm以下の超微細粒組織が得られなかった。条件Lは、圧延温度が適性な範囲よりも低いため、加工硬化した組織のままであり、強度は高くなるものの、延性および韌性に劣るといった結果になった。

【0051】もちろん、この発明は以上の例に限定されるものではなく、細部については様々な態様が可能であることは言うまでもない。

【0052】

【発明の効果】以上詳しく説明した通り、この発明によって、合金元素を添加することなく粒径を1μm以下に超微細化することで強度を高めることができ、環境的、リサイクル性にも貢献することのできる超微細粒組織を有する厚鋼板の製造方法と、粒径が1μm以下に超微細化され、大角粒界で囲まれた超微細粒組織を有する、高強度かつ高韌性な厚鋼板が提供される。

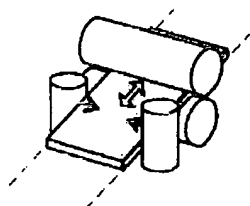
【図面の簡単な説明】

【図1】ロール圧延機による板厚方向での圧延と、堅ロールによる板幅方向の圧延を組み合わせる、多方向圧下圧延を例示した図である。

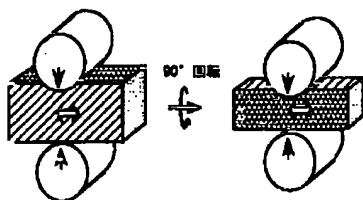
【図2】ロール圧延機による板厚方向での圧延後に鋼材を90°回転させて板厚方向で圧延する多方向圧下圧延を例示した図である。

【図3】通常のロール圧延機による圧延に、幅プレス、鍛造機による圧延を組み合わせる多方向圧下圧延を例示した図である。

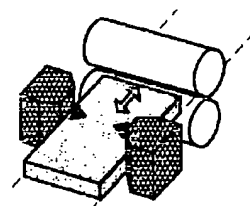
【図1】



【図2】



【図3】



フロントページの続き

(72)発明者 鳥塚 史郎
茨城県つくば市千現1丁目2番1号 独立
行政法人物質・材料研究機構内

(72)発明者 長井 寿
茨城県つくば市千現1丁目2番1号 独立
行政法人物質・材料研究機構内

Fターム(参考) 4E002 AD07 BC05 BC07 BD01 CB01
4K032 AA01 AA04 AA05 AA16 AA27
AA29 AA31 BA01 CB02 CC01
CC02